

FREE-CUTTING STAINLESS STEEL

Publication number: JP2003221654

Publication date: 2003-08-08

Inventor: SHIMIZU TETSUYA; ISHIKAWA KOICHI; NODA TOSHIHARU

Applicant: DAIDO STEEL CO LTD

Classification:

- international: C22C38/00; C22C38/60; C22C38/00; C22C38/60;
(IPC1-7): C22C38/00; C22C38/60

- european:

Application number: JP20020024513 20020131

Priority number(s): JP20020024513 20020131

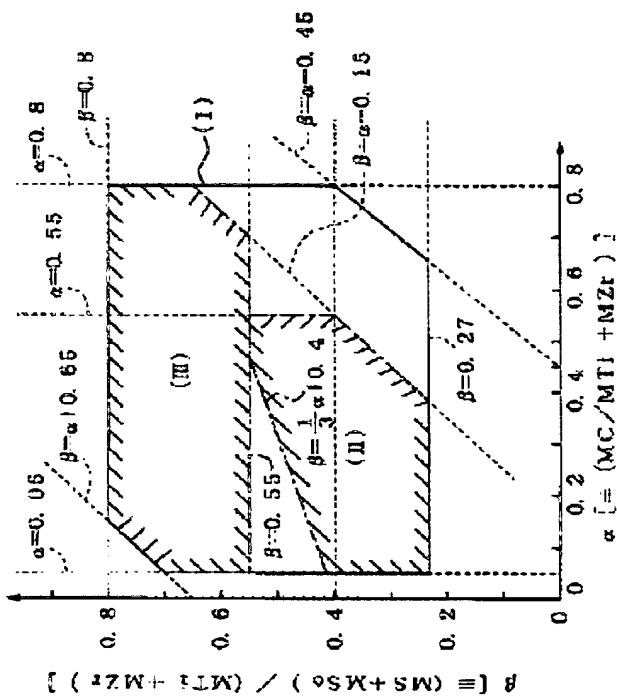
[Report a data error here](#)

Abstract of JP2003221654

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a free-cutting stainless steel with the machinability and the outgassing resistance considerably improved while maintaining the same level of the corrosion resistance, the hot-workability and the cold-workability as those of conventional stainless steel.

SOLUTION: The stainless steel contains Fe as its main component either without Ni content or with the Ni content of 2.0 mass% or less if Ni is contained, while containing Cr of 7-35 mass% and C of 0.01-0.4 mass%. If the mass content of Ti is expressed as WTi (mass%) and the mass content of Zr as WZr (mass%), at least one of Ti and Zr is contained so as to satisfy the formula: $0.03 \text{ mass\%} \leq \text{WTi} + 0.52 \text{ WZr} \leq 3.5 \text{ mass\%}$. Furthermore, at least one of S of 0.01-1 mass% and Se of 0.01-0.8 mass% is contained therein.

COPYRIGHT: (C)2003,JPO



Data supplied from the [esp@cenet](#) database - Worldwide

(19)日本特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2003-221654

(P2003-221654A)

(43)公開日 平成15年8月8日(2003.8.8)

(51)Int.Cl.⁷

C 22 C 38/00

識別記号

3 0 2

F I

C 22 C 38/00

テマコード(参考)

3 0 2 Z

3 0 2 E

38/60

38/60

審査請求 未請求 請求項の数12 OL (全 9 頁)

(21)出願番号

特願2002-24513(P2002-24513)

(22)出願日

平成14年1月31日(2002.1.31)

(71)出願人 000003713

大同特殊鋼株式会社

愛知県名古屋市中区錦一丁目11番18号

(72)発明者 清水 耕也

愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地

大同特殊鋼株式会社技術開発研究所内

(72)発明者 石川 浩一

愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地

大同特殊鋼株式会社技術開発研究所内

(74)代理人 100095751

弁理士 菅原 正倫

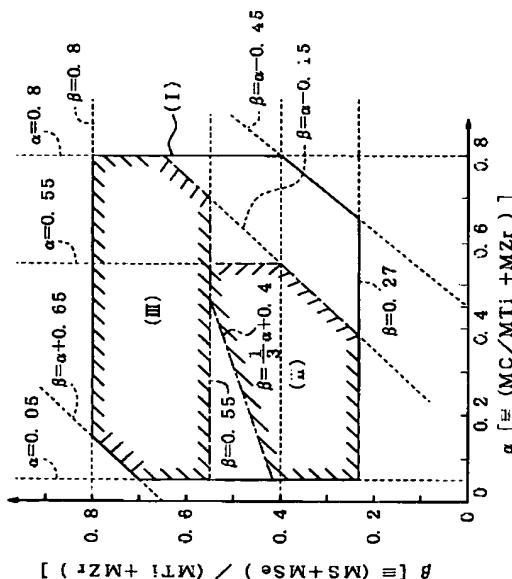
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 快削ステンレス鋼

(57)【要約】 (修正有)

【課題】 耐食性とともに、熱間加工性及び冷間加工性を従来のステンレス鋼と遜色のないものにしつつも、被削性が大幅に改善され、さらに耐アウトガス性が大幅に改善された快削性ステンレス鋼を提供する。

【解決手段】 Feを主成分としてNiを含有しないか、または含有していてもその含有率が2.0質量%以下であり、Crを7~35質量%、Cを0.01~0.4質量%の範囲にてそれぞれ含有する。また、Tiの質量含有率をWTi(質量%)、Zrの質量含有率をWZr(質量%)として、WTi+0.52WZrが0.03~3.5質量%となるようにTiとZrとの少なくともいずれかを含有する。さらに、0.01~1質量%のSと0.01~0.8質量%のSeとの少なくともいずれかを含有する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 Feを主成分としてNiを含有しないか、または含有していてもその含有率が2.0質量%以下であり、Crを7~35質量%、Cを0.01~0.4質量%の範囲にてそれぞれ含有し、Tiの質量含有率をWTi(質量%)、Zrの質量含有率をWZr(質量%)として、WTi+0.5WZrが0.03~3.5質量%となるようにTiとZrとの少なくともいづれかを含有し、また、0.01~1質量%のSと0.01~0.8質量%のSeとの少なくともいづれかを含有し、Ti及び/又はZrを金属元素成分の主成分とし、該金属元素成分との結合成分として、Cを必須とし、S、Se及びTeの少なくともいづれかを含有する快削性付与化合物相が組織中に分散形成されてなり、さらに、Ti、Zr、C、S及びSeの各m o 1含有率をMTi、MZr、MC、MS及びMSe(単位:それぞれm o 1%)とし、

$$\alpha \equiv MC / (MTi + MZr) ;$$

$$\beta \equiv (MS + MSe) / (MTi + MZr) \text{ として、}$$

$$0.05 \leq \alpha \leq 0.8 ;$$

$$0.27 \leq \beta \leq 0.8 ; \text{ 及び、}$$

$$\alpha - 0.45 \leq \beta \leq \alpha + 0.65 ;$$

となるように、Ti、Zr、C、S及びSeの各含有率が定められてなることを特徴とする快削ステンレス鋼。

$$【請求項2】 0.05 \leq \alpha \leq 0.55 ;$$

$$0.27 \leq \beta \leq 0.55 ; \text{ 及び、}$$

$$\alpha - 0.15 \leq \beta \leq (1/3) \times \alpha + 0.4 ;$$

となるように、Ti、Zr、C、S及びSeの各含有率が定められてなる請求項1記載の快削ステンレス鋼。

$$【請求項3】 \alpha \leq 0.8 ;$$

$$0.55 \leq \beta \leq 0.8 ; \text{ 及び、}$$

$$\alpha - 0.15 \leq \beta \leq \alpha + 0.65 ;$$

となるように、Ti、Zr、C、S及びSeの各含有率が定められてなる請求項1記載の快削ステンレス鋼。

【請求項4】 Si:2質量%以下、Mn:2質量%以下、P:0.05質量%以下、Cu:2質量%以下、Co:2質量%以下、O:0.03質量%以下、N:0.05質量%以下とされる請求項1ないし3のいずれか1項に記載の快削ステンレス鋼。

【請求項5】 0.1~4質量%のMoと、0.1~3質量%のWとの少なくともいづれかを含有する請求項1ないし4のいずれか1項に記載の快削ステンレス鋼。

【請求項6】 0.005~0.1質量%のTeと、0.01~0.2質量%のBiと、0.01~0.3質量%のPbから選ばれる1種又は2種以上を含有する請求項1ないし5のいずれか1項に記載の快削ステンレス鋼。

【請求項7】 Ca、Mg、B、REM(ただしREM

は元素周期律表にて3A族として分類される金属元素の1種または2種以上)から選ばれる一種以上を合計にて0.0005~0.01質量%含有する請求項1ないし6のいずれか1項に記載の快削ステンレス鋼。

【請求項8】 Nb、V、Ta、Hfから選ばれる一種以上を0.01~0.5質量%含有する請求項1ないし7のいずれか1項に記載の快削ステンレス鋼。

【請求項9】 合金材料試験片として、縦15mm、横25mm、厚さ3mmの直方体形状を有し、かつ全面を番手#400のエメリーペーパーを用いて研磨したものを用意し、硫黄成分ゲッターとしての、縦10mm、横5mm、厚さ0.1mmの純度99.9%以上の銀箔と、0.5ccの純水とを、前記試験片とともに内容積250ccの容器中に封入し、容器内の温度が85°Cとなるように昇温して20時間保持した後、前記銀箔中の硫黄成分含有量WSO(質量%)を分析したとき、前記WSOの値が0.035質量%以下となる請求項1ないし8のいずれか1項に記載の快削ステンレス鋼。

【請求項10】 前記快削性付与化合物相が(Ti, Zr)4(S, Se)2C2の化学量論組成を有するものとし、Ti、Zr、C、S及びSeの各m o 1含有率をMTi、MZr、MC、MS及びMSe(単位:それぞれm o 1%)とし、0.5(MS+MSe)と0.25(MTi+MZr)の各値のうち、数値の小さいものをQとして、MC-Q(単位m o 1%)を質量%に換算したものとして表される余剰炭素量が、0.1質量%以下とされている請求項1ないし9のいずれか1項に記載の快削ステンレス鋼。

【請求項11】 材料の研磨表面にて観察される快削性付与化合物相の面積率が0.1~20%である請求項1ないし10のいずれか1項に記載の快削性工具鋼。

【請求項12】 材料の研磨表面にて観察される快削性付与化合物相の平均粒径が0.1~30μmである請求項1ないし11のいずれか1項に記載の快削性工具鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明はステンレス鋼に関するものであり、特に被削性に優れたフェライト系もしくはマルテンサイト系の快削性ステンレス鋼に関するものである。

【0002】

【従来の技術】機械部品等の切削加工にて製造される部材の生産性を向上させるために、近年、快削鋼の用途が増大しつつある。特に、耐食性向上のためにCr等の合金元素を相当量含有させたステンレス鋼は、素材自体が普通鋼と比較して高価なため、部材全体の製造コスト低廉化を図る観点から、加工性の向上が特に重要である。

【0003】鉄系材料の被削性向上元素としては、S、Pb、Se、Bi、Te、Caなどが知られている。このうち、Pbは、環境保護に対する関心が地球規模で高

まりつつある近年では次第に敬遠されるようになっており、その使用を制限する機器や部品も多くなりつつある。そこで、SやTeを被削性向上元素の主体として用いた材料が、代替材料として考えられている。これらは、主にMnSやMnTeなどの介在物を生成させ、介在物に対する切屑形成時の応力集中効果や、工具と切屑間の潤滑作用により被削性や研削性を高めるようしている。近年、コンピュータやその周辺機器、あるいはその他の弱電製品のメンテナンスフリー化を図るため、比較的安価に高耐食性が得られるフェライト系ステンレス鋼が部品素材として広く用いられている。特に、寸法精度確保のため精密な仕上加工が要求される部品や加工代の大きい複雑形状の部品は被削性の向上が重視されるので、前記快削性付与元素の含有量は増やされる傾向にあり、また、これらの元素を単独ではなく複合添加して用いることも行われている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、Sを快削性付与元素として用いる場合、添加が過剰になると、合金の耐食性、熱間加工性あるいは冷間加工性を劣化させる原因となる。また、大気中に暴露すると、合金材料中に含有されているS成分が硫黄含有ガスとなって放出され、部品周辺に硫黄コンタミを引き起こしやすくなる場合がある。このような硫黄コンタミは、密封状態で使用されることが多いコンピュータ周辺機器、例えばハードディスクドライブ(HDD)などの構成部品においては、特に問題となりやすく、放出される硫黄含有ガスを抑制する必要がある(以下、「耐アウトガス性を向上させる」等という)。

【0005】そのため、Mn含有量を制限し硫化物中のCr含有量を高めたり、Sを含有する場合にはTiとSを複合添加して、硫化物を球状化したりする提案がなされている(例えば、特開平10-46292号公報あるいは特開昭56-16653号公報)。しかし、硫化物中のCr量を高めることは、被削性や、熱間加工性を著しく低下させる傾向にあるため、その用途は限定されることが多かった。

【0006】また、S等の快削性付与元素は、切削性の向上だけでなく、例えば、鋼板の打ち抜き加工における応力集中緩和、あるいは打ち抜き時に発生するバリ抑制等を目的として添加される場合もあるが、鋼板製造時ににおける熱間加工性あるいは冷間加工性が劣化するため、その使用は非常に限定的である。

【0007】本発明の課題は、耐食性とともに、熱間加工性及び冷間加工性を従来のステンレス鋼と遜色のないものにしつつも、被削性が大幅に改善され、さらに耐アウトガス性が大幅に改善された、フェライト系ないしそれに近い特性を有する快削性ステンレス鋼を提供することにある。

【0008】

【課題を解決するための手段及び作用・効果】上記の課題を解決するために、本発明の快削性ステンレス鋼は、Feを主成分としてNiを含有しないか、または含有していてもその含有率が2.0質量%以下であり、Crを7~35質量%、Cを0.01~0.4質量%の範囲にてそれぞれ含有し、Tiの質量含有率をWTi(質量%)、Zrの質量含有率をWZr(質量%)として、WTi+0.52WZrが0.03~3.5質量%となるようにTiとZrとの少なくともいずれかを含有し、また、0.01~1質量%のSと0.01~0.8質量%のSeとの少なくともいずれかを含有し、Ti及び/又はZrを金属元素成分の主成分とし、該金属元素成分との結合成分として、Cを必須とし、S、Se及びTeの少なくともいずれかを含有する快削性付与化合物(以下、(Ti, Zr)系化合物ともいう)相が組織中に分散形成されてなり、さらに、Ti、Zr、C、S及びSeの各モル含有率をMTi、MZr、MC、MS及びMSe(単位:それぞれモル%)とし、

$$\alpha \equiv MC / (MTi + MZr) ;$$

$$\beta \equiv (MS + MSe) / (MTi + MZr) \text{ として、}$$

$$\alpha \leq 0.8 ;$$

$$0.27 \leq \beta \leq 0.8 ; \text{ 及び、}$$

$$\alpha - 0.45 \leq \beta \leq \alpha + 0.65 ;$$

となるように、Ti、Zr、C、S及びSeの各含有率が定められてなることを特徴とする。

【0009】ステンレス鋼の組織中に上記のような(Ti, Zr)系化合物相が分散形成されることにより、ステンレス鋼の被削性を向上させることができる。また、この化合物の形成によりMnSあるいは(Mn, Cr)S等の、耐食性や熱間加工性の低下を招きやすい化合物の形成も防止ないし抑制することができ、ひいては合金材料の耐食性、熱間加工性、及び冷間加工性も良好に維持することができる。

【0010】また、本発明の特徴である(Ti, Zr)系化合物がステンレス鋼中に形成されることにより添加されるSが(Ti, Zr)系化合物の構成元素のひとつとして含有されるため、その結果、基質金属相(Fe系マトリックス相)中に分散的に存在するSの量が減少し、ステンレス鋼から大気中に放出されるSの量を削減することになる。したがって、上記(Ti, Zr)系化合物の形成により、ステンレス鋼の耐アウトガス性も同様に向上させることができる。この場合、上記耐アウトガス性試験を行ったときに、試験片から硫黄含有ガスとなって放出された硫黄成分を、銀箔をゲッターとして吸収させ、その銀箔中の硫黄含有量WSOを測定して材料の耐アウトガス性を定量化する。そして、その測定されるWSOは0.035質量%以下となっていることが望ましい。このように耐アウトガス性が規定された本発明のステンレス鋼は、大気中に暴露したとき、放出されるS成分の量が微量であるため周囲に硫黄コンタミを生じにく

く、耐アウトガス性が要求される産業機器の一部として用いられるステンレス鋼として好適に使用することができる。

【0011】つまり、本発明によれば、前記のごとく組成選定されることで、基質中に (Ti, Zr) 系化合物相が分散形成され、熱間加工性及び冷間加工性を従来のステンレス鋼と遜色のないものにしつつも、被削性が大幅に改善できる。また、快削性付与化合物が (Ti, Zr) 系化合物が主体となることから、耐アウトガス性が飛躍的に向上する。

【0012】このような本発明の快削性ステンレス鋼は、被削性あるいは打ち抜き性と耐食性及び耐アウトガス性との両立が必要とされる部材の構成素材として利用するのに適する。代表的には、以下のような部材に適用可能である（ただし、これらに限定されるものではない）。

- ・HDDなどに使用されるスピンドルモーター部品：ハブ、ヨーク、スリーブ、シャフトなど。
- ・HDD用部品：スペーサリング、アームピボット アクチュエーター、トップクランプなど。
- ・プリンタシャフト、ボールペンチップ等のOA機器部品。
- ・光ファイバーケーブル等に使用されるコネクタ部品。
- ・その他、各種バルブ、シャフトなど、上記特性を要求される機械部品全般。

【0013】被削性向上効果を高めるためには、合金材料の研磨断面組織において観察される (Ti, Zr) 系快削性付与化合物相の平均粒径（観察される化合物粒子の外形線に位置を変えながら外接平行線を引いたときの、その外接平行線の最大間隔にて粒径を表す）の平均値は例えば、0.1～30 μm 程度であるのがよく、また、その組織中の面積率は1～20%程度であるのがよい。快削性付与化合物相の寸法及び面積率がこれらの数値範囲となる場合は、必要十分な快削性をステンレス鋼に付与できない場合がある。

【0014】また、上記 (Ti, Zr) 系化合物は、組成式 (Ti, Zr)₄ (S, Se, Te)₂ C₂ にて表される化合物（以下、炭硫/セレン化物ともいう）を少なくとも含有するものとすることができます。この化合物において、Ti 及び Zr は、いずれか一方のものが含有されていても、双方とも含有されていてもいずれでも良い。また、S、Se、及び Te についても、いずれか1種のものが含有されていても、2種以上が含有されていてもいずれでも良い。上記組成式で表される化合物の形成により合金材料の被削性をより良好なものとすることができるほか、合金材料の耐食性改善にも効果がある。

【0015】なお、鋼中のM₄ Q₂ C₂ 系化合物（以下、本明細書では略称として「TICS」との表記を用いる場合がある）の同定は、X線回折（例えば、ディフラクトメータ法）や電子線プローブ微小分析（EPMA）

A) 法により行うことができる。例えば、M₄ Q₂ C₂ 系化合物が存在しているか否かは、X線ディフラクトメータ法による測定プロファイルに、対応する化合物のピークが現れるか否かにより確認できる。また、組織中ににおける該化合物の形成領域は、鋼材の断面組織に対して EPMA による面分析を行い、Ti、Zr、S、Se あるいは C の特性 X 線強度の二次元マッピング結果を比較することにより特定できる。

【0016】以下、本発明における組成限定理由について説明する。

(1) Ni : 2質量%以下

Ni は、耐食性、とくに還元性酸環境中の耐食性を向上させるのに有効であることから必要に応じて添加できる。しかしながら、過剰な添加は、フェライト相の安定性を低下させるほか、コストの上昇を招くことから 2 質量% を上限とする。なお、Ni の添加量はゼロであってもよい。

(2) Cr : 7～35質量%

Cr は、耐食性を確保する上で必須の元素であり、7 質量% 以上添加する。一方、過剰な添加は、熱間加工性を害するとともに、韌性の低下を招くため 35 質量% を上限とする。なお、耐食性を重視する場合、9 質量% 以上とするのが望ましい。

(3) C : 0.01～0.4質量%

C は、快削性付与化合物に必須となる重要な元素である。その含有量が 0.01 質量% 未満では、快削性付与化合物の形成が不十分となって十分な被削性付与効果が発現しなくなる。他方、0.4% を超えると被削性向上に対し効果的でない単体の炭窒化物が多量に生成するので好ましくない。また、C の添加量は、快削性付与化合物の他の構成元素の量に応じ、例えば前記した (Ti, Zr)₄ (S, Se, Te)₂ C₂ の化学量論組成等を考慮して、適正量が添加されなければならない。特に、(Ti, Zr)₄ (S, Se, Te)₂ C₂ の化学量論比を大幅に上回る過剰の炭素が添加されると、鋼基質の炭素固溶量が増大し、冷却時にマルテンサイト変態を起こしやすくなる（つまり、フェライト主体の組織が得られなくなる）ので注意が必要である。具体的には、快削性付与化合物相が (Ti, Zr)₄ (S, Se)₂ C₂ の化学量論組成を有するものとし、Ti、Zr、C、S 及び Se の各 mol 含有率を MTi、MZr、MC、MS 及び MSe（単位：それぞれ mol%）とし、0.5 (MS + MSe) と 0.25 (MTi + MZr) の各値のうち、数値の小さいものを Q として、MC - Q (単位 mol%) を質量% に換算したものとして表される余剰炭素量が、0.1 質量% 以下とされていることが、フェライト主体の組織を得やすくする観点においてより望ましい。

(4) Ti の含有量を WTi (質量%)、Zr の含有量を WZr (質量%) として、WTi + 0.52 WZr が 0.03～3.5 質量% : Ti と Zr とは、本発明の快

削合金材料において被削性向上効果の中心的な役割を果たす(Ti , Zr)系化合物を形成するのに必須の構成元素である。上記 $WTi + 0.52WZr$ が0.03質量%未満では(Ti , Zr)系化合物の形成量が不充分となり、十分な被削性向上効果が見込めなくなる。他方、 $WTi + 0.52WZr$ が過剰となる場合も、逆に被削性が低下することになる。そのため、 $WTi + 0.52WZr$ は3.5質量%以下に抑える必要がある。 Ti 及び Zr を合金中に含有させたときの上記効果は、おおむね Ti 及び Zr の種別に関係なく、含有させた合計の原子数(あるいは $m \times 1$ 数)に応じて定まる。 Zr と Ti の原子量の比は略1:0.52であるから、原子量の小さいチタンのほうが少ない質量にてより大きな効果を発揮できる。 $WTi + 0.52WZr$ は Zr と Ti の合計原子数を反映した組成パラメータであるといえる。

【0020】(5) 0.01~1質量%のS、0.01~0.8質量%のSeとのうち少なくともいいずれか: S、及びSeは被削性を向上させるのに有効な元素である。S、及びSeを含有させることで、被削性向上に効果のある化合物(例えば、組成式(Ti , Zr)

$4(S, Se)_2C_2$ で表される(Ti , Zr)系化合物等)が合金組織中に形成される。したがって、S、及びSeの含有量は、その効果が明瞭となる0.01質量%を下限値とする。また、過剰に添加されすぎると、一般的に、熱間加工性を劣化させるという問題が発生する場合もあるため、その上限値を規定する必要がある。そこで、Sは1質量%、Seは0.8質量%を上限値として設定するのが良い。また、S、及びSeはいずれも被削性を向上させる例えば上述の(Ti , Zr)系化合物を構成するのに必要十分な量を添加するのが望ましく、この観点においてS、及びSeの合計含有量(質量%)をCの含有量(質量%)の2倍以上に設定するのが望ましい。また、Sの過剰な添加は耐アウトガス性の劣化にもつながる。

【0021】(6) Ti 、 Zr 、C、S及びSeの各 $m \times 1$ 含有率を MTi 、 MZr 、 MC 、 MS 及び MSe (単位: それぞれ $m \times 1$ %)とし、

$$\alpha \equiv MC / (MTi + MZr) ;$$

$$\beta \equiv (MS + MSe) / (MTi + MZr) \text{ として、}$$

$$\alpha \leq 0.8 ;$$

$$0.27 \leq \beta \leq 0.8 ; \text{ 及び、}$$

$$\alpha - 0.45 \leq \beta \leq \alpha + 0.65 \text{ (図1: (I) の領域);}$$

α ($\equiv MC / (MTi + MZr)$) が0.8を超えると、被削性向上に寄与しない炭化物の生成が過剰となり、被削性が却って低下することにつながる。また、 α が0.05未満になると、被削性向上に効果のある(Ti , Zr)系化合物が十分に形成されなくなり、同様に被削性が低下する。

【0022】他方、 β ($\equiv (MS + MSe) / (MTi + MZr)$)

r) が0.8を超えると、(Ti , Zr)系化合物形成に寄与しない過剰なS、Seが発生し、熱間加工性と耐食性とが低下することにつながる。また、Sが主体的(すなわち、 $MS / (MS + MSe)$ が0.8以上)に使用される場合は、耐アウトガス性に問題が生ずる。材料の耐アウトガス性を決定する因子は主に材料組成であるが、ステンレス鋼を構成するFe系マトリックス相中に固溶しているS成分は、結晶粒界に集まりやすい傾向があるため、耐アウトガス性を向上させるには、S成分を Ti や Zr の炭硫化物として固定することが望ましい。しかし、Sが主体的であって β が0.8を超えると、Fe系マトリックス相中に固溶するS成分が過剰となり、結晶粒界を経て放出されるS化合物系のガスが増大して耐アウトガス性が低下することにつながる。他方、 β が0.27未満では、(Ti , Zr)系化合物が十分に形成されなくなり、被削性が低下する。

【0023】さらに、 β の値が $\alpha - 0.45$ の値よりも小さくなると、C含有量がS+Seに対して相対的に大きくなりすぎ、被削性向上に寄与しない炭化物の生成が過剰となって、被削性が低下することにつながる。他方、 β が $\alpha + 0.65$ より大きくなると、C含有量がS+Seに対して相対的に小さくなりすぎ、熱間加工性と耐食性とが低下することにつながる。また、Sが主体的(すなわち、 $MS / (MS + MSe)$ が0.8以上)に使用される場合は、耐アウトガス性に問題が生ずる。

【0024】なお、図1の(I)の組成領域のうち、特に耐アウトガス性の改善を重視したい場合は、過剰なSが発生しないよう、 β の値のより小さい領域を選定するようとする。具体的には、

$$0.05 \leq \alpha \leq 0.55 ;$$

$$0.27 \leq \beta \leq 0.55 ; \text{ 及び、}$$

$$\alpha - 0.15 < \beta < (1/3) \times \alpha + 0.4 ;$$

となるように、 Ti 、 Zr 、C、S及びSeの各含有率を定めることができが望ましい。これは、図1の(II)に示す領域である。

【0025】他方、被削性の改善をより重視したい場合は、特にドリル穿孔性を重視する場合は、逆に β の値のより大きい領域を選定するのがよい。具体的には、

$$\alpha \leq 0.8 ;$$

$$0.55 \leq \beta \leq 0.8 ; \text{ 及び、}$$

$$\alpha - 0.15 < \beta < \alpha + 0.65 ;$$

となるように、 Ti 、 Zr 、C、S及びSeの各含有率が定められてが望ましい。これは、図1の(III)に示す領域である。

【0026】以下、本発明の快削性ステンレス鋼に含有可能な他の成分の例と、その好ましい含有量について説明する。

(7) Si: 2質量%以下

Siは、脱酸剤として含有させることができる。しかし、含有量が過大となると固溶化熱処理後の硬さが高く

なり、冷間加工性に不利になるばかりでなく、鋼の熱間加工性を劣化させるため、上限を2質量%とする。なお、冷間加工性を特に重視する場合には0.5質量%以下とするのが好ましい。

【0027】(8) Mn: 2質量%以下

Mnは、精錬時における脱酸元素としても有用であり、不可避的に含有されることも多い。また、SやSeとの共存により被削性に有効な化合物を生成するため、被削性が重視される場合添加する必要がある。一方で、特にMnSは耐食性を大きく劣化させ、冷間加工性を阻害するので、2.0質量%を上限とする。特に耐食性、耐アウトガス性、冷間加工性を重視する場合は、0.4質量%以下に限定することが望ましい。

【0028】(9) P: 0.05質量%以下

Pは、粒界に偏析し、粒界腐食感受性を高めるほか、韌性の低下を招くこともあり、その含有量をなるべく低く抑えるのが良く、0.05質量%以下に設定するのが良い。また、より望ましくは0.03質量%以下に抑えるのが良いが、必要以上に含有量を低減させることは、製造コストの上昇を招くこともある。

【0029】(10) Cu: 2質量%以下

Cuは耐食性とくに還元性酸環境中での耐食性を向上させるのに有効である。しかしながら、過剰に添加すると、熱間加工性が低下するため、含有させる場合は2質量%以下の範囲で調整する。なお、熱間加工性を特に重視する場合は1質量%以下とする。

【0030】(11) Co: 2質量%以下

Coは耐食性、特に還元性酸環境中においての耐食性を向上させるのに有効な元素であることから、必要に応じて添加してもよい。より顕著な効果を得るためにには1質量%以上は含有させるのがよい。しかしながら、過剰に添加させると、熱間加工性が低下するとともに、原料コストの上昇を招くことから、2質量%以下の範囲で設定するのがよい。熱間加工性あるいはコストを特に重視する場合は0.3質量%以下に抑えるのがより望ましい。

【0031】(12) O: 0.03質量%以下

被削性を向上させるのに有効な化合物の構成元素であるTiやZrと結合し、被削性の向上には効果的でない酸化物を形成することから極力低く抑制すべきであり、0.03質量%を上限とする。製造コストとの兼ね合いであるが、望ましくは0.01質量%以下とするのが良い。

【0032】(13) 0.05質量%以下のN

Nは快削性付与化合物の必須構成元素であるTiやZrと結合し、被削性の向上には効果的でない窒化物を形成することから、なるべく含有されていないことが望ましい。その含有量低減は製造コストとの兼ね合いであり、本発明においては0.05質量%を上限とするが、望ましくは0.03質量%以下、更に望ましくは0.01質量%以下とするのが良い。

【0033】(14) 0.1~4質量%のMoと、0.1~3質量%のWのうち少なくともいずれか；Mo、Wは、耐食性や強度をより向上させることができるため、必要に応じて添加しても良い。それらの効果が明瞭となるMo: 0.1%、W: 0.1%をそれぞれ下限とする。一方、過剰な添加は、熱間加工性を害するほか、マルテンサイト含有ステンレス鋼においては、Ms点を過剰に低下させ、またコストの上昇を招くため、上限をMo: 4質量%、W: 3質量%とする。

【0034】(15) Te、Bi、Pbのいずれか1種または2種以上をTe: 0.005~0.1質量%、Bi: 0.01~0.2質量%、Pb: 0.01~0.3質量%；Te、Bi、Pbは被削性をさらに向上させることができたため、必要に応じて添加しても良い。それらの効果が明瞭となるTe: 0.005質量%、Bi: 0.01質量%、Pb: 0.01質量%を下限とする。一方で過剰な添加は、熱間加工性を低下させるため、Te: 0.1質量%、Bi: 0.2質量%、Pb: 0.3質量%を上限とする。

【0035】また、ステンレス鋼として本発明の快削合金材料を構成する場合、Ca、Mg、B、REM(ただしREMは元素周期律表にて3A族として分類される金属元素の1種又は2種以上)から選ばれる1種以上を合計にて0.0005~0.01質量%含有させることができる。これらの元素は、鋼の熱間加工性を向上させるのに有効な元素である。これらを添加することによって得られる熱間加工性向上の効果は、合計含有量が0.0005質量%以上であるとき、より顕著に発揮される。一方、過剰に添加させると、効果が飽和し、逆に熱間加工性が低下することから合計含有量の上限を0.01質量%と設定する。なお、REMとしては、放射活性の低い元素を主体的に用いることが取り扱い上容易であり、この観点において、Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb及びLuから選ばれる1種又は2種以上を使用することが有効である。特に上記効果のより顕著な発現と価格上の観点から、軽希土類、特にLaあるいはCeを使用することが望ましい。ただし、希土類分離過程等にて不可避的に残留する微量の放射性希土類元素(例えばThやUなど)が含有されていても差し支えない。また、原料コスト低減等の観点から、ミッシュメタルやジムなど、非分離希土類を使用することもできる。

【0036】さらに、Nb、V、Ta、及びHfから選ばれる1種又は2種以上を0.01~0.5質量%含有させることもできる。Nb、V、Ta、及びHfは炭窒化物を形成して鋼の結晶粒を微細化し、強靭性を高める効果があるため、それぞれ0.5質量%までの範囲で添加することができる。なお強靭性を高める効果を明瞭にするためには、0.01質量%以上含有させるのが望ましい。

【0037】

【実施例】本発明の効果を確認するために、以下の実験を行った。まず、表1に示す成分組成（質量%）に配合した各々50kg鋼塊を高周波誘導炉にて溶製し、これを、1050~1100°Cに加熱し、熱間鍛造により外

径20mmの丸棒に加工した。それら丸棒をさらに800°Cで1時間加熱した後空冷（焼きなまし処理）し、各試験に供した。

【0038】

【表1】

	Ni	Cr	C	Ti	Zr	S	Se	Si	Mn	P	Ca	Co	O	N	Mo	V	その他	α	β	組成範囲
1	0.06	13.2	0.160	1.45		0.324		0.33	0.23	0.021	0.06	0.03	0.0052	0.0058	<0.05	<0.05	0.0021Zn	0.50	0.33	(I)
2	0.52	25.7	0.210	1.22	1.06	0.321		0.48	1.42	0.018	0.18	0.03	0.0121	0.0052	<0.05	<0.05	0.0022Cr	0.47	0.27	(I)
3	0.13	14.9	0.132	0.75		0.152	0.240	0.62	0.18	0.028	0.04	0.03	0.0183	0.0049	<0.05	<0.05	0.0019B	0.70	0.49	(I)
4	0.08	17.1	0.106	0.91		0.297		0.45	0.08	0.022	0.25	0.03	0.0042	0.0103	0.25	<0.05	0.0014Mn	0.47	0.49	(II)
5	0.34	23.5	0.165	1.35		0.404		0.13	0.30	0.03	0.05	0.03	0.0021	0.0028	1.49	<0.05		0.49	0.45	(II)
6	0.45	20.5	0.040	0.41		0.095		0.05	0.27	0.025	0.04	0.03	0.0037	0.0084	0.52	<0.05		0.35	0.31	(II)
7	0.21	20.3	0.072	0.82		0.0065	0.45	0.32	0.24	0.011	0.22	1.24	0.0032	0.0059	<0.06	2.00	0.021Te	0.35	0.34	(II)
8	0.21	20.3	0.064	0.51	0.54	0.153		0.32	0.24	0.011	0.22	1.24	0.0032	0.0059	<0.05	<0.05	0.22Nb	0.32	0.29	(II)
9	0.15	18.3	0.034	1.02		0.196		0.26	0.29	0.022	0.44	0.03	0.0026	0.0094	0.30	<0.05		0.33	0.29	(II)
10	0.09	16.4	0.021	0.83		0.250		0.19	0.17	0.022	0.23	0.03	0.0044	0.0035	2.02	<0.05		0.10	0.45	(II)
11	0.05	9.5	0.042	1.28		0.262		0.09	0.20	0.041	0.10	0.03	0.0074	0.0052	1.51	<0.05		0.13	0.31	(II)
12	1.73	32.2	0.028	0.05	0.60	0.177		0.31	0.10	0.047	0.32	0.03	0.0028	0.0063	2.26	<0.05	0.14V	0.31	0.73	(III)
13	0.22	16.9	0.090	0.69		0.251	0.150	0.15	1.04	0.021	0.08	0.03	0.0042	0.0162	3.67	<0.05	0.19Mn	0.62	0.67	(III)
14	0.76	20.5	0.145	1.14		0.628		1.38	0.19	0.024	0.45	0.03	0.0033	0.0035	<0.06	<0.06	0.32Ta	0.51	0.69	(III)
15	0.08	19.4	0.153	0.88		0.399		0.38	1.64	0.031	1.44	0.03	0.0049	0.0058	0.15	<0.05		0.69	0.68	(III)
16	0.5	18.3	0.026	0.77		0.304		0.48	0.31	0.024	0.05	0.03	0.0016	0.0032	0.15	<0.05		0.13	0.59	(III)
17	0.24	18.6	0.074	0.91		0.203		0.38	0.32	0.019	0.05	0.03	0.0044	0.0063	0.23	<0.05	0.18Pb	0.32	0.33	(II)
18	0.32	19.1	0.089	1.15		0.242		0.7	0.38	0.006	0.32	0.03	0.0013	0.0039	0.29	<0.05	0.0681	0.31	0.31	(II)
19	0.33	17.6	0.021	0.12		0.052		0.22	0.25	0.022	0.32	0.03	0.0039	0.0092	0.35	0.53	0.22Pb, 0.037o	0.70	0.65	(III)
1	0.01	16.7	0.032	-		-		0.39	0.63	0.023	0.06	0.03	0.0108	0.0073	<0.06	<0.05				
2	0.24	16.9	0.060	-		0.243		0.42	0.25	0.019	0.21	0.03	0.0133	0.0084	<0.05	<0.05				
3	0.15	19.3	0.008	-		0.282		0.18	0.67	0.023	0.08	0.03	0.0108	0.0068	0.21	<0.05	0.12Pb, 0.037o			
4	0.29	17.6	0.350	2.71		0.261		0.28	0.19	0.022	0.32	0.03	0.0036	0.0069	0.55	<0.05		0.62	0.14	
5	0.32	18.1	0.345	1.81		0.288		0.16	0.32	0.025	0.34	0.03	0.0043	0.0073	0.49	<0.05		0.76	0.24	
6	0.31	16.4	0.168	0.78		0.246		0.47	0.29	0.027	0.33	0.03	0.0045	0.0068	0.99	<0.05		0.93	0.51	
7	0.28	17.2	0.091	0.36		0.223		0.2	0.36	0.021	0.43	0.03	0.0085	0.0069	0.50	<0.05		1.91	0.92	
8	0.09	20.4	0.085	0.55		0.406		0.35	0.58	0.03	0.45	0.03	0.0062	0.0119	<0.06	<0.05		0.62	1.10	
9	0.53	17.7	0.130	-	1.00	0.321		0.07	1.93	0.029	0.05	0.03	0.0033	0.0111	0.35	<0.05		1.00	0.92	
10	0.23	22.4	0.010	0.50		0.249		0.60	0.22	0.014	0.02	0.03	0.0054	0.0106	0.48	<0.05		0.08	0.74	

【0039】本発明鋼の主な介在物は（Ti, Zr）₄（S, Se）₂C₂であったが、（Ti, Zr）S、及び（Ti, Zr）S₃等の介在物も一部認められた。また、Mn含有量が高いNо. 2, 13, 15などには、（Mn, Cr）Sが僅かではあるが認められた。なお、各介在物の同定方法は、以下のようにして行っている。すなわち、各丸棒から適量の試験片を取り出して、これをテトラメチルアンモニウムクロライドと10%のアセチルアセトンを含むメタノール溶液を電解質として用いることにより、金属マトリックス部分を電解する。そして、溶解後の電解液をろ過することにより、鋼中に含有されていた不溶の化合物を抽出して乾燥後、これをX線回折ディラクトメータ法にて分析し、その回折プロファイルの出現ピークから化合物の特定を行う。なお、鋼組織中の化合物粒子の組成は別途EPMAにより分析を行っており、その二次元マッピングから、X線回折にて観察された化合物に対応する組成の化合物が形成されていることを確認している。

【0040】上記の各試験品につき、以下の実験を行った。

1. 热間加工性試験：热間加工性の評価は、热間鍛造時に、割れなどの欠陥が発生したか否かを目視観察によって評価した。○は热間鍛造加工によって実質的に欠陥

が発生しなかったことを、×は热間鍛造加工によって大きな割れが確認されたこと、△は、热間鍛造加工によって軽微な割れが存在していることをそれぞれ示している。

【0041】2. 被削性評価：被削製の評価は、被削加工時の切削抵抗、仕上面粗さ、切粉形状により評価する。切削工具にはサーメットを用いて、周速200m/min、一回転当たりの切り込み量0.05mm、一回転当たりの送り量0.015mmで、乾式にて40分間旋削加工を実施した。評価は、工具摩耗量にて実施した。工具摩耗量は、横逃げ面の平均工具摩耗量にて行った。なお、一部の試験品については、ドリル穿孔試験も実施した。工具は、TiAlNをコーティングした外径6mmのハイス製ドリルを用い、穴深さ15mm、送り0.07mm/revの条件にて水溶性油による潤滑を行なながら、8~90mm/minの切削速度範囲で穴が開かなくなるまでの工具寿命を求め、その曲線から、1000mmの工具寿命となる場合の速度をVL1000として算出し、評価した。

【0042】3. 食性評価：食性の評価試験は、JIS:Z2371に規定された塩水噴霧試験により行った。試験片としては、寸法直径10mm、高さ50mmの円柱形上のものを用い、表面をエメリーペーパーにより番手

#400まで研磨加工し、洗浄した後、これを35°Cの5質量%塩化ナトリウム水溶液噴霧環境中にて96時間暴露する。評価は目視により、未発錆をA、しみ状発錆をB、面積率5質量%以下の赤さび発錆をC、同20質量%以下をD、同20質量%以上をEとして評価した。なお、ランク間で判別困難な場合は、そのランクに準ずることを表すため-(マイナス)を付記した。

【0043】3. 耐アウトガス性評価：耐アウトガス性の評価は、Sの発生量を規定することによって行った。具体的には、寸法が、縦が15mm、横が25mm、厚さが3mmの直方体形状で、かつ、全面を番手#400のエメリーペーパーによって研磨加工した試験片を用いる。そして、容積が250ccの密閉容器中に、前記試験片と銀箔(寸法:縦10mm、横5mm、厚さ0.1mm、純度:99.9%以上)と0.5ccの純水を入れ、その容器内の温度を85°Cに維持しつつ120時間保持させた。また、そして試験後の銀箔の外観の明度Nを、JIS:Z8721に規定された色見本と照合する

ことにより測定し、以下のように判定した。

A: $N \geq 9.0$
 B: $9.0 > N \geq 8.0$
 C: $8.0 > N \geq 6.8$
 D: $6.8 > N \geq 5.0$
 E: $5.0 > N$

前述の通り、銀箔はSを含有したガスが発生したときのゲッターとして働き、吸着したS成分が多くなると、硫化銀の生成により銀箔表面が黒変して明度が低下する。本発明者らが燃焼赤外線吸収法により銀箔中の硫黄含有量WSO(質量%)を別途測定したところ、明度が8以上となっているとき銀箔中のS含有量WSOの値がおむね0.035質量%以下となることを確認している。従って、上記のAないしBの判定結果が得られたものが、耐アウトガス性において良好であるといえる。

【0044】

【表2】

	熱間加工性	工具摩耗量(μm)	VL1000(m/min)	塩水噴霧試験	アウトガス試験
発明鋼	1 ○	42		A	A
	2 ○	48		A	A
	3 ○	58		A	A-
	4 ○	23		A	A-
	5 ○	21	35	A	A
	6 ○	65		A	A
	7 ○	25		A	A
	8 ○	34		A	A
	9 ○	31		A	A
	10 ○	17		A	A-
	11 ○	22		A	A-
	12 ○	24	38	A	B
	13 ○	19		A-	B
	14 ○	16		A	B
	15 ○	19	62	A	B
	16 ○	16	65	A-	B
	17 ○	28	55	A	A
	18 ○	19	48	A	A
	19 ○	40	74	A	B
比較鋼	1 ○	>300	10	A	A
	2 ○	76		D	E
	3 ○	65		C	A-
	4 ○	95	25	A	A
	5 ○	83	26	A-	A
	6 ×	119	23	A-	C
	7 ×	88		B	C
	8 ×	26		B	D
	9 ○	41		B	C
	10 ×	30		C	C

【0045】すなわち、本発明の実施例である発明鋼はいずれも、熱間加工性、被削性、耐食性及び耐アウトガス性の全てにわたって良好な結果が得られていることがわかる。また、図1の組成範囲(I I)に属する鋼は

(I I I)に属する鋼よりも耐アウトガス性に優れており、他方(I I I)に属する鋼は(I I)に属する鋼よりもドリル被削性により優れていることもわかる。

【0046】以上、本発明の実施例を示したが、これは

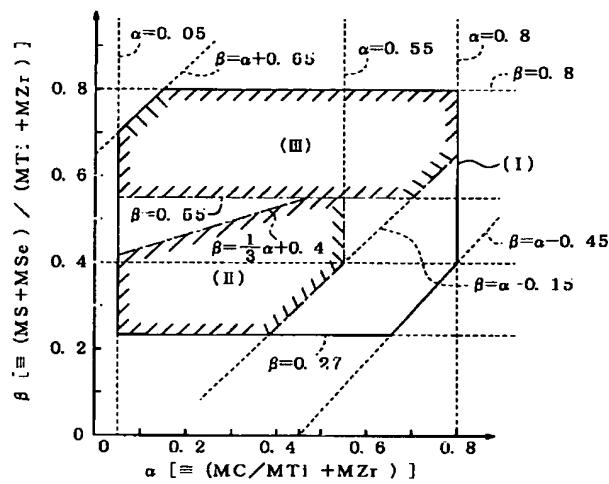
!(9) 003-221654 (P2003-221654A)

あくまで例示であり、本発明は、その趣旨を逸脱しない範囲で、当事者の知識に基づき種々の改良ないし変形を加えた態様でも実施可能であることはいうまでもない。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の快削性ステンレス鋼の組成範囲の説明図。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 野田 俊治

愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地
大同特殊鋼株式会社技術開発研究所内

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning these documents will not correct the image
problems checked, please do not report these problems to
the IFW Image Problem Mailbox.**